

DEC 1951 51-48

25X1 [REDACTED]

CONFIDENTIAL

25X1 [REDACTED]

CENTRAL INTELLIGENCE AGENCY

INFORMATION REPORT

25X1

COUNTRY USSR

SUBJECT Summary and Evaluation of Soviet Article, "Causes of the Increased High Temperature Strength of Austenitic Chromium-Nickel Steels of Large Grain Size" by A. M. Borzdyka

[REDACTED]

[REDACTED]

DATE DISTR. 9, Oct 53

25X1

[REDACTED]

NO. OF PAGES 1

25X1

THIS IS UNEVALUATED INFORMATION

NO. OF ENCLS.

SUPP. TO
REPORT NO.

[REDACTED]

25X1. [REDACTED] "Causes of the Increased High Temperature Strength of Austenitic Chromium-Nickel Steels of Large Grain Size" by A. M. Borzdyka, Reports of the Academy of Science of the U.S.S.R., v. 60, No. 4, May 1, 1949, pp. 583-585. The main thought of this article is that the well known increased strength of austenitic iron-chromium nickel alloys with or without other elements is caused by the grain size, and that this influence or dependence is caused by the following:

- (1) The size of the grain.
- (2) Degree of the alloying of the solid solution.
- (3) Secondary structural changes which take place at elevated temperatures.
- 2. In particular, the author tries to show that commonly accepted methods of heat treating steels is done at insufficiently high temperatures, in fact, at temperatures below dissociation of complex carbides. This circumstance does not permit the utilization of improved high temperature properties of nickel and chromium with gamma iron.
- 3. The author finally concludes that the reason for higher strength at elevated temperatures of austenites with large grain size is primarily because of the separation of complex carbides, the degree of dispersion of which, as well as the amount, increases at about the same rate as the increase in the grain size with gradually elevated temperatures.

SEE LAST PAGE FOR SUBJECT & AREA CODES

25X1 [REDACTED]

CONFIDENTIAL

25X1 [REDACTED]

DISTRIBUTION	STATE	ARMY	NAVY	AIR	FBI	ATIC	EV	OSI	C	EV
--------------	-------	------	------	-----	-----	------	----	-----	---	----

This report is for the use within the USA of the Intelligence components of the Departments or Agencies indicated above. It is not to be transmitted overseas without the concurrence of the originating office through the Assistant Director of the Office of Collection and Dissemination, CIA.

Содержание в таких сплавах углерода не должно превышать его предельной растворимости в austenite.

В более сложных случаях к первым двум факторам добавляется третий, получающий подчас не меньшее значение. Конкретный пример — сталь типа 14/14-B с $A = 0,5\%$ C, после закалки с высоких температур содержавшая в твердом растворе значительное количество сложных карбидов хрома, вольфрама и молибдена (рис. 1, кривая A).

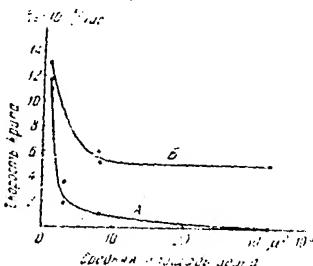


Рис. 1. $t = 600^\circ$, $\sigma = 12$ кг/мм 2
A — $\sim 0,5\%$ C; B — $0,15\%$ C

Влияние всех трех факторов в этом случае суммируется, и зависимость характеристик ползучести от температуры закалки (или средней площади austenитного зерна) выражается более резко, чем для нестареющей малоуглеродистой стали того же типа (рис. 1).

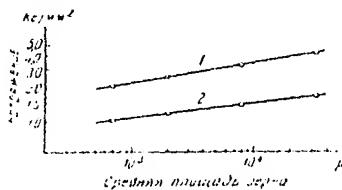


Рис. 2. никром 60/20. 1 — 700° , 2 — 800°

Поскольку состав твердого раствора обоих сплавов одинаков, диаграмма рис. 1 дает представление и об относительном количественном влиянии фактора величины зерна и вторичных структурных превращений.

Естественно, «парциальное» влияние каждого из этих факторов может быть различным в сплавах различного химического состава, а для данного сплава — зависеть от рабочей температуры.

Так, для стали 14/14-B (рис. 1, кривая A) уменьшение скорости ползучести при 600° с понижением температуры исходной закалки произошло в большей степени благодаря росту зерна и в меньшей за счет дисперсионного твердения (что видно из сопоставления кривых A и B рис. 1). При температуре же 700° , отвечающей наибольшему развитию процессов дисперсионного твердения в стали 14/14-B, налицо обратная картина.

Если представить напряжения, отвечающие длительной ползучести со скоростью 10^{-4} мм/мм в час, в функции от средней площади (или

диаграмма рис. 1). Следим за величиной дисперсии.

В то же

сравнению

суммарной величины

дисперсии, кривые

Видимо,

степени диспер-

ситета зерна

наличие

избыточной

матрицы

избыточной фазы

дисперсии. Это

для A и B на

1 А. М. Бор

АИ СССР, 1940

к.л. Ник. Гайдара

При АИ СССР

3-350-3-10-20-1

превышать его
ам добавляется
онкогенный при-
чины с высоких
шое количество
ких кризисов А).

з в азимен-
тии сред-
кое, чем для

аков, дин-
аметром
пророне-
факторов
метана, а
скорости
закалки
ышей за
призывных
взыщему
и налине

изучести
это (ртт)

диаметра) аустенитного зерна, то для нестареющих пустеменных сплавов (например для безуглеродистого никрома) зависимость между линиями величинами выражается кривыми параболического характера, а в логарифмической системе координат — пряммыми линиями (рис. 2).

В то же время для аустенитных сплавов, подверженных дисперсионному твердению, прямолинейную зависимость в логарифмической системе координат «напряжение — площадь зерна» установить не удается; кривые получаются ломанными.

Видимо, укороченное влияние выделившихся сложных карбидов, степень дисперсности и количество которых возрастают параллельно росту зерна с повышением температуры закалки (1, 4), налождающееся на влияние, оказываемое самой величиной аустенитного зерна, искажает характер зависимости, установленной для нестареющих сплавов.

Попутно мы считаем доказанным также то обстоятельство, что величина в основной аустенитной структуре сфероидизированной карбидной фазы практически не изменяет сопротивления сплава ползучести. Это видно из взаимного положения начальных точек кривых А и Б на рис. 1.

Поступило
17 II 1943

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. М. Бородинка, Тр. спбен. по теплостойчивой и жароупорной стали, АН СССР, 1940. 2. А. М. Бородинка, Сталь, № 6, 213 (1945). 3. А. М. Бородинка, Изв. сектора физ.-хим. анализа, 16, № 2, 116 (1946). 4. Г. Акимов и Ц. Минин, Изв. АН СССР, ОГИ, № 7/8 (1946).